

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日 2 0 0 3 年 4 月 9 日
Date of Application:

出 願 番 号 特 願 2 0 0 3 - 1 0 5 3 8 7
Application Number:

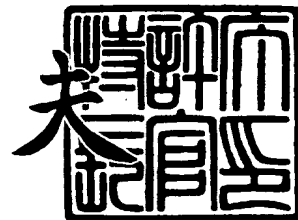
[ST. 10/C] : [J P 2 0 0 3 - 1 0 5 3 8 7]

出 願 人 日 立 金 属 株 式 有 限 公 司
Applicant(s):

2 0 0 4 年 2 月 1 2 日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



出証番号 出証特 2 0 0 4 - 3 0 0 8 7 9 8

【書類名】 特許願

【整理番号】 YA03A01

【あて先】 特許庁長官 殿

【国際特許分類】 C22C 38/00
C22C 38/22
C22B 9/18
C21D 6/00

【発明者】

【住所又は居所】 島根県安来市飯島町 1 2 4 0 番地 2 日立金属株式会社
安来工場内

【氏名】 福元 志保

【発明者】

【住所又は居所】 島根県安来市飯島町 1 2 4 0 番地 2 日立金属株式会社
安来工場内

【氏名】 井上 啓治

【特許出願人】

【識別番号】 000005083

【氏名又は名称】 日立金属株式会社

【代表者】 本多 義弘

【代理人】

【識別番号】 100104835

【弁理士】

【氏名又は名称】 八島 正人

【選任した代理人】

【識別番号】 100090055

【弁理士】

【氏名又は名称】 桜井 隆夫、

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 042778

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9720204

【プルーフの要否】 要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 高速度工具鋼及びその製造方法

【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量％で C : 0.4 ~ 0.9 %, Si : 1.0 % 以下, Mn : 1.0 % 以下, Cr : 4 ~ 6 %, W 及び Mo の 1 種又は 2 種が $(1/2 W + M o)$ で 1.5 ~ 6 % (但し、W : 3 % 以下), V 及び Nb の 1 種又は 2 種が $(V + N b)$ で 0.5 ~ 3 % を有する高速度工具鋼であって、マトリックス中に分散する析出炭化物の平均粒径が $0.5 \mu m$ 以下かつ、その分布密度が 80×10^3 個/ mm^2 以上であることを特徴とする高速度工具鋼。

【請求項 2】 質量％で Ni : 1 % 以下を有することを特徴とする請求項 1 に記載の高速度工具鋼。

【請求項 3】 質量％で Co : 5 % 以下を有することを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の高速度工具鋼。

【請求項 4】 質量％で C : 0.4 ~ 0.9 %, Si : 1.0 % 以下, Mn : 1.0 % 以下, Cr : 4 ~ 6 %, W 及び Mo の 1 種又は 2 種が $(1/2 W + M o)$ で 1.5 ~ 6 % (但し、W : 3 % 以下), V 及び Nb の 1 種又は 2 種が $(V + N b)$ で 0.5 ~ 3 % を有する高速度工具鋼の製造方法であって、再溶解法によって作製した鋼塊を $1200 \sim 1300^\circ C$ に加熱してソーキングし、ソーキング後、少なくとも表面温度を $3^\circ C/min$ 以上の冷却速度で $900^\circ C$ 以下まで冷却することを特徴とする高速度工具鋼の製造方法。

【請求項 5】 前記ソーキング後に少なくとも表面温度を $3^\circ C/min$ 以上の冷却速度で $900^\circ C$ 以下まで冷却した後、分塊、熱間成形を経て、焼入れ・焼戻しすることを特徴とする請求項 4 に記載の高速度工具鋼の製造方法。

【請求項 6】 前記ソーキング後に少なくとも表面温度を $3^\circ C/min$ 以上の冷却速度で $900^\circ C$ 以下まで冷却した後、分塊、熱間成形を経て機械加工し、機械加工後に焼入れ・焼戻しすることを特徴とする請求項 4 に記載の高速度工具鋼の製造方法。

【請求項 7】 質量％で Ni : 1 % 以下を有することを特徴とする請求項 4 から 6 のいずれかに記載の高速度工具鋼の製造方法。

【請求項 8】 質量%でC o：5%以下を有することを特徴とする請求項 4 から 7 のいずれかに記載の高速工具鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、良好な常温強度、耐摩耗性と十分な焼入性を備え、とくに高温強度と靱性に優れ、工具性能のばらつきが少ない高速工具鋼、例えばダイス、パンチなどの圧造工具や金型用の高速工具鋼及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】

従来、熱間精密プレス加工用のパンチや金型などの工具には高温強度の高い熱間工具鋼 J I S・S K D 8 や高速工具鋼系の S K H 5 1 などが使用されていた。しかし、前記熱間工具鋼は C が低く常温強度が小さいためにへたり、摩耗や破損が生ずる場合があった。また、従来の高速工具鋼系材料は、靱性が不足して割れやヒートクラックが発生しやすいという問題点があった。

【0003】

そこで本出願人は、これらの問題点を解決し、常温・高温強度と靱性を改善して、高温でのへたりに強く、かつクラックの発生に強い鋼材を提案した（例えば特許文献 1）。

【0004】

また、鋼材の不純物を減少し、方向性を低減して工具寿命を増すために、エレクトロスラグ溶解による製造法が従来から適用されてきた（例えば特許文献 2）。

【0005】

【特許文献 1】 特開平 2-8347 号公報

【特許文献 2】 特開平 4-111962 号公報

【0006】

【発明が解決しようとする課題】

上記特開平 2-8347 号公報記載の発明は優れた工具性能を有する鋼種の提供に有効である。しかしながら、高速度工具鋼は、量産化のために鋼塊を大きくすると炭化物組織の変動が生じやすいので、上記鋼種で十分な工具性能を達成したとしても、それらの工具性能にばらつきが生ずることがないように管理することが必要である。

【0007】

そこで本発明は、上記の問題点を解決し、工具性能を向上させて性能にばらつきの少ない高速度工具鋼及びその製造方法を提供することを目的とする。

【0008】

【課題を解決するための手段】

上記目的を達成するために、本発明者らは研究の結果、工具性能のばらつきは炭化物組織の変動にあることを見出だし、これを改善することにより工具寿命を向上させることを研究して本発明に到達した。

【0009】

つまり、通常、金型などの工具は、工具鋼素材を焼なまし状態で製品形状に機械加工し、その後に焼入れ・焼戻しして硬さの調整が行われ、仕上げ加工を経て製品工具にされる。この製品工具の工具性能は、焼入れ・焼戻し後の鋼の炭化物状態に大きく影響され、この焼入れ・焼戻し後の鋼の炭化物状態は上記素材の製造過程における製造条件に大きく影響されることを見出だしたものである。

【0010】

すなわち、本発明の高速度工具鋼は、質量%で C : 0.4 ~ 0.9%, Si : 1.0% 以下, Mn : 1.0% 以下, Cr : 4 ~ 6%, W 及び Mo の 1 種又は 2 種が $(1/2W + Mo)$ で 1.5 ~ 6% (但し、W : 3% 以下), V 及び Nb の 1 種又は 2 種が $(V + Nb)$ で 0.5 ~ 3% を有する高速度工具鋼であって、マトリックス中に分散する析出炭化物の平均粒径が $0.5 \mu m$ 以下かつ、その分布密度が 80×10^3 個/mm² 以上であることを特徴とするものである。

【0011】

また本発明の高速度工具鋼の製造方法は、質量%で C : 0.4 ~ 0.9%, Si : 1.0% 以下, Mn : 1.0% 以下, Cr : 4 ~ 6%, W 及び Mo の 1 種又

は2種が $(1/2W+Mo)$ で1.5～6%（但し、W：3%以下），V及びNbの1種又は2種が $(V+Nb)$ で0.5～3%を有する高速度工具鋼の製造方法であって、再溶解法によって作製した鋼塊を1200～1300℃に加熱してソーキングし、ソーキング後、少なくとも表面温度を3℃/min以上の冷却速度で900℃以下まで冷却することを特徴とするものである。

【0012】

また本発明の高速度工具鋼の製造方法は、前記ソーキング後に少なくとも表面温度を3℃/min以上の冷却速度で900℃以下まで冷却した後、分塊、熱間成形を経て、焼入れ・焼戻しすることを特徴とし、あるいは分塊、熱間成形を経て機械加工し、機械加工後に焼入れ・焼戻しすることを特徴とするものである。

【0013】

前記高速度工具鋼は、質量%でNi：1%以下を有してもよく、さらに質量%でCo：5%以下を有してもよい。

【0014】

すなわち、上記高速度工具鋼の組成は、炭化物に作用するC量と炭化物形成元素のバランスを考慮し、炭化物の縞状分布を減少して超微細、かつ適量の炭化物を分散分布させ、あるいはさらに適量のNiとNbを添加して結晶粒の微細化と軟化抵抗を高め、工具性能を向上させたものである。

【0015】

以下、まず本発明が適用される上記高速度工具鋼の成分範囲を限定した理由について説明する。

Cは、Cr，W，Mo，V，Nbなどの炭化物形成元素と結合して硬い複炭化物を生成し、工具として必要な耐摩耗性の向上に効果があり、また一部基地中に固溶して基地を強化する。しかし、過量のCは炭化物の偏析を増し、不足する場合は工具として適度な硬さが得られない。そこで、C：0.4～0.9%とした。

【0016】

Siは脱酸材として不可避免的に含有するが、1.0%を超えると焼なまし硬さが高くなり冷間加工性を低下するのでSi：1.0%以下とした。一方、Siは

M₂ C型の棒状一次炭化物を球状微細化する効果があるので、0.1%以上含有させることが好ましい。

Mnは焼入性を増すが多すぎるとA₁変態点を過度に低下させて、焼きなまし硬さを高くし切削性を低下するのでMn:1.0%以下とする。なお、Mnは焼入性付与のために0.1%以上含有させることが好ましい。

CrはCと結合して炭化物を形成し、耐摩耗性を向上させるとともに焼入性の向上にも寄与する。しかし、多すぎると縞状偏析を助長し冷間加工性を低下し、少ないと効果がない。そこでCr:4~6%とした。

【0017】

W及びMoは、Cと結合して炭化物を形成し、また基地中に固溶して熱処理硬さを増して耐摩耗性を向上させる。しかし、多すぎると縞状偏析を助長し、冷間加工性を低下する。そこでW及びMoの1種または2種を(1/2W+Mo)で1.5~6%とした。ここでWは、3%を超えると縞状偏析が著しく発生して靱性を損ねるので3%以下とする。

【0018】

V及びNbは炭化物を形成して耐摩耗性と耐焼付性を向上する。また焼入れ時に基地に固溶して焼戻し時に微細で凝集し難い炭化物を析出し、高温域における軟化抵抗を大きくして大きな高温耐力を与える。また結晶粒を微細化して靱性を向上させるとともにA₁変態点を上げ、優れた高温耐力とあいまって耐ヒートクラック性を向上させる。またNbは軟化抵抗、高温強度を高め、焼入れ時の結晶粒の粗大化を抑制する。しかし、多すぎると巨大炭化物を生成し、熱間成形方向に沿うクラックの伸張を助成する。また、低すぎると型表面部の早期軟化を招くなど上記効果が得られない。そこでV及びNbの1種または2種を(V+Nb)で0.5~3%とした。

【0019】

また、本発明の高速度工具鋼は上記元素の他にNi及びCoを添加することができる。

NiはC、Cr、Mn、Mo、Wなどとともに優れた焼入性を付与し、マルテンサイト主体の組織を形成し、基地の本質的な靱性を改善する。しかし多すぎる

と A₁ 点を過度に低下させ、耐へたり寿命を低下し、焼戻し硬さが高くなって機械加工性を低下する。そこで Ni : 1 % 以下とする。好ましくは 0.05 % 以上である。

Co は工具使用中の昇温時に極めて緻密で密着性の良い保護酸化被膜を形成して相手材との金属接触を減少し、表面の温度上昇を低減して優れた耐摩耗性をもたらす。この保護酸化被膜の形成によって、断熱効果、保護作用により耐ヒートクラック性を向上し、クラック発生の起点の生成の抑制の効果が得られる。しかし、多すぎると靱性を低下させるので Co : 5 % 以下とする。好ましくは 0.3 % 以上である。

【0020】

上記高速度工具鋼の組成は、残部を実質的に Fe とすることができ、請求項以外の元素については例えば 10 % 以下、好ましくは 5 % 以下とすればよい。これについては残部 Fe 及び不純物で構成される鋼も含まれる。

【0021】

そして発明者らは、金型などの工具の破損について調査した結果、早期破損が生ずる原因が炭化物分布にあることを見出だした。すなわち、炭化物が凝集して製品鋼材に粒径の大きい炭化物が析出すると、これが早期破壊の原因となることを見出だした。

【0022】

そこで、本発明の高速度工具鋼は、マトリックス中に分散する析出炭化物の平均粒径が 0.5 μ m 以下かつ、その分布密度が 80×10^3 個/mm² 以上であり、マトリックス中に微細かつ多数の炭化物を分散させ、炭化物を凝集させていないことに特徴があるものである。ここでいうマトリックス中に分散するとは凝集した炭化物を含まないことをいう。これは後述する実施形態において詳細に説明する。

【0023】

そして、このような本発明の高速度工具鋼を達成するためには、上記成分の鋼塊をエレクトロスラグ溶解や真空アーク溶解など再溶解を経て得ることが好ましく、大型鋼塊の鋼塊偏析を改善することができる。特に不純物元素の低減に有利

であるエレクトロスラグ再溶解が望ましい。

【0024】

さらに、上記鋼種の鋼塊を1200～1300℃の高温ソーキングを行うことにより、巨大炭化物を固溶させ組成成分を固溶拡散して炭化物の分布を改善することができる。このソーキング条件は1260～1300℃×10～20h行うのが望ましい。高速度鋼の一般的なソーキング温度が1150℃前後であるのに対して、このように本発明のソーキングを一般的な高速度鋼より高い温度で行うのは、上記説明した組成の本発明高速度鋼の特徴である。

【0025】

従来の高速度工具鋼の製造工程では、省エネルギーのために前記ソーキング後にできるだけ冷却しないようにして、そのまま、あるいは再加熱して、圧延、鍛造の熱間加工により分塊後、所定寸法の鋼材に熱間成形された。

【0026】

これに対し、本発明は、従来と異なりこのソーキング後に少なくとも表面温度を3℃/min以上の冷却速度で900℃以下まで冷却し、その後、熱間加工温度に再加熱して、分塊、熱間成形したことを特徴とするものである。

【0027】

上述した組成の高速度工具鋼はC, W, Mo, Vを含有するので、その組織は製造工程中の熱履歴に非常に影響されやすい。そのために、工具性能を向上させるためには熱履歴をコントロールする必要がある。そこで本発明者らは上記組成の高速度工具鋼に対応したソーキングの加熱温度、冷却条件を研究し、ソーキング後の冷却条件が組織のコントロールに最も影響することを見出だし、これにより工具性能を向上させた。

【0028】

つまり、ソーキング後に少なくとも表面温度を3℃/min以上の冷却速度で900℃以下まで冷却することで、微細炭化物を析出させ、ソーキング後の鋼塊の冷却時の高温の保持時間を減少して、粒径の大きい炭化物の析出を減少し、マトリックス中に微細に分散した小粒径の炭化物を析出させることが可能であり、工具性能の向上を図りばらつきを防止できる。

【0029】

また、上記焼入れ・焼戻しした高速度工具鋼材のシャルピー値は 100 J/cm^2 以上を得ることができ、 200 J/cm^2 以上をも、ばらつきを抑えて得ることができる。

【0030】

すなわち、従来の製造方法で得られる高速度工具鋼はマトリックス中の炭化物が凝集して、上記焼入れ焼戻ししたときのマトリックス中に分散する析出炭化物が減少し、マトリックス中に分散する $0.5 \mu\text{m}$ 以下の炭化物の分布密度は $10 \times 10^3 \text{ 個/mm}^2$ 以下であった。このために衝撃値が低下し、熱処理した鋼材のシャルピー値が $50 \sim 80 \text{ J/cm}^2$ の低いものが生じ、パンチ工具などに早期破損の原因となることがあった。

【0031】

本発明によれば、前記ソーキング後の急冷により炭化物の凝集析出を防止してシャルピー値のばらつきを抑えることで、高速度工具鋼のシャルピー値を 100 J/cm^2 以上にすることができ、パンチ工具などの早期破損が防止され工具寿命が延長される。

【0032】

【発明の実施の形態】

以下本発明の実施の1形態について具体的に記載する。本発明に当たり、まず工具の早期破壊の原因を究明した。そして、その原因の解消に好ましいソーキング条件を研究した。その経過の実施形態を、以下順を追って説明する。

【0033】

[工具の早期破壊の原因の調査]

工具の早期破壊の原因を調査するために、鋼材の析出炭化物の平均粒径及び分布密度と衝撃値の関係を調査した。試料を鋼材から採取して 1140°C で焼入れし、 560°C で焼戻しし、Cノッチシャルピー試験により衝撃値を測定した。Cノッチシャルピー試験は、図11に示す形状の10R試験片を使用した。その試験結果を図1及び図2に示す。これらの図から衝撃値と析出炭化物の平均粒径及び分布密度との間に相関があることが認められた。すなわち工具特性から求めら

れる 100 J/cm^2 以上の衝撃値を得るためには、平均粒径が $0.5 \mu\text{m}$ 以下で分布密度は 80×10^3 個/ mm^2 以上の析出炭化物を凝集しないように分散させることが有効であることを見出だした。そして、このような析出炭化物の調整によって、好ましくは 150 J/cm^2 以上、 200 J/cm^2 以上の衝撃値もばらつきを抑えて達成できる。

【0034】

ここで析出炭化物とは、凝固、ソーキング、熱間加工の工程で固相域で析出するか、または固溶しなかった炭化物をいい、総じて焼入れ時に基地に固溶しなかった（未固溶）炭化物をいうものであり、焼戻しのときに析出する SEM 像や光学顕微鏡で観察できない炭化物は除くものである。その形態は図 9 の顕微鏡写真に見られ、図 4 に模式的に示される。

【0035】

上記結果から工具の早期破壊を防止するために衝撃値を改善するには、組織をコントロールすることが重要であることが判ったので、組織をコントロールするためのソーキングの条件について試験した。

【0036】

[ソーキング条件の試験]

表 1 の成分の組成の $450 \text{ mm } \phi$ の 3 t 鋼塊を電気炉で溶製し、エレクトロスラグ溶解により再溶解して $580 \text{ mm } \phi$ の鋼塊を得た。

【0037】

【表 1】

(質量%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
0.52	0.24	0.48	0.018	0.002	0.26	4.17
W	Mo	V	Co	Cu	Nb	残部
1.50	1.96	1.15	0.78	0.04	0.13	Fe

【0038】

このエレクトロスラグ再溶解した鋼塊について、温度を $1200 \sim 1300^\circ\text{C}$ に変え保持時間を 10 h にしてソーキング試験を行った。本試験におけるソーキ

ソーク後の冷却条件は、鋼塊の表面温度で900℃までを40min（7.5～10℃/min）で冷却した。この鋼塊から試料を採取して、顕微鏡試験により炭化物の固溶状態を調べた。その各温度の顕微鏡写真を図3に示す。

【0039】

図3（a）は铸造状態（AS CAST）の組織の顕微鏡写真、（b）は1200℃、（c）は1260℃、（d）は1280℃、（e）は1300℃でそれぞれ10hソークした組織の顕微鏡写真である。図3から判るように、ソーク加熱温度に関しては1200～1300℃の高温ソークが巨大炭化物の固溶に効果を発揮し、続く冷却工程での微細かつ多数の炭化物の析出を達成するのに有利である。とくにソーク加熱条件は1260～1300℃が好ましく、1280℃×10hを望ましい作業標準とした。

【0040】

[ソーク後の冷却条件の試験]

次にソーク後の冷却条件の影響を調査した。前記試験結果からソーク加熱条件を1280℃×10hとし、上記鋼塊をこの条件でソークした後、表面温度で300℃/h～30℃/hに冷却速度を変えて1000℃及び900℃まで冷却した後空冷した試料を作製した。

【0041】

この試料をSEMにより析出炭化物を観察した。観察位置は前述した図4に模式的に示すマトリックスの析出炭化物を観察した。その結果を図5に模式的に示す。図5から、冷却速度が小さくなるとともに析出炭化物の粒子が成長して大きくなることが判った。図6及び図7に、冷却速度が300℃/h及び30℃/hで900℃の表面温度まで冷却した試料について炭化物をカウントした分布を示す。すなわち、300℃/h（5℃/min）で急冷した試料は0.3μm以下の微細な炭化物が大半を占め、ほぼすべてが0.5μm以下であるが、30℃/h（0.5℃/min）と冷却速度が下がると0.8μmの大きな炭化物が析出している。

【0042】

この試験結果から、上記組成の高速工具鋼の工具性能を向上する組織の改善

にはソーキング後の冷却をコントロールすることが最も重要であることが判った。また、急冷終了温度が1000℃と900℃では差異が認められなかった。

【0043】

そこで実際の鋼塊の場合は中心部の温度差を考慮し、表面温度で少なくとも3℃/min (180℃/h) 以上の冷却速度で900℃以下まで冷却することを標準とした。この冷却速度は好ましくは5℃/min (300℃/h) 以上である。また、本発明方法の冷却速度は、700℃以下まで維持することが望ましい。本発明方法は円相当径で1500mmまでの再溶解鋼塊に適用でき、1000mmまでの再溶解鋼塊において顕著な効果を発揮する。

【0044】

[生産規模の試験]

上記効果を確認するために、生産規模で本発明方法と比較方法とについてソーキング条件の確認試験を行った。図8 (a) に本発明の方法、(b) に比較方法のヒートパターンを示す。すなわち、図8 (b) の比較方法では、エレクトロスラグ再溶解鋼塊を1280℃でソーキング後にできるだけ冷却しないようにして加熱炉に移動し、1100℃の熱間加工温度に加熱してプレス、圧延などにより分塊圧延加工した。これに対して図8 (a) の本発明方法では、ソーキング後にファン冷却などにより3℃/min (180℃/h) 以上の冷却速度で900～800℃の表面温度まで冷却して保持した後、1100℃の熱間加工温度に再加熱してプレス、圧延などにより分塊圧延加工した。その後いずれも熱間圧延により80mmφの鋼棒に仕上げた。

【0045】

次に、前記の80mmφの鋼材から試料を採取して1140℃で焼入れし、560℃で焼戻しした試料を作製した。この試料を顕微鏡とSEM像により観察した。図9にその顕微鏡写真(×400)を、図10にそのSEM写真(×1000)を示す。いずれも図の(a)が本発明方法、(b)が比較方法である。そして、10000倍のSEM像で観察して炭化物の形状を転写し、画像解析を行って炭化物の状態を観測した。

【0046】

その結果、本発明方法（a）では、マトリックス中の析出炭化物は平均粒径が $0.43\ \mu\text{m}$ で、その分布密度が 220×10^3 個/ mm^2 が分散していた。また、400倍顕微鏡写真で15mm円面積内の1～20 μm 径の点状炭化物の数が20個以下であった。

【0047】

これに対して、比較方法（b）では、マトリックス中の析出炭化物の平均粒径は $1.0\ \mu\text{m}$ で、分布密度は 50×10^3 個/ mm^2 が分散している。そして、400倍顕微鏡写真で15mm円面積内の1～20 μm 径の点状炭化物の数は30～40個であった。

【0048】

上記の試料について衝撃試験を行った結果の一例を表2に示す

【0049】

【表2】

	硬さ(HRC)	衝撃試験値 (J/ cm^2)				
本発明鋼	57.6	222.0	242.8	230.1	249.1	247.5
比較鋼	57.1	98.7	83.6	111.2	60.9	112.7

【0050】

表から判るように、比較鋼では $110\ \text{J}/\text{cm}^2$ 程度の衝撃値が達成されているものの数値のばらつきが大きい。これに対し本発明鋼では、 $200\ \text{J}/\text{cm}^2$ 以上の衝撃値が得られ、かつばらつきが抑えられている。これにより、鍛造パンチなどでは大幅な寿命増加が得られた。

【0051】

以上述べたように、本発明の高速度工具鋼及びその製造方法は、質量%でC： $0.4 \sim 0.9$ ，Si： 1.0 以下，Mn： 1.0 以下，Cr： $4 \sim 6$ ，W及びMoの1種又は2種が $(1/2W + Mo)$ で $1.5 \sim 6$ （但し、W： 3 以下）、V及びNbの1種又は2種が $(V + Nb)$ で $0.5 \sim 3$ を有する高速度工具鋼であって、再溶解法によって作製した鋼塊を $1200 \sim 1300^\circ\text{C}$ に加熱してソーキングした後、少なくとも表面温度を $3^\circ\text{C}/\text{min}$ 以上の冷却速度

で 900℃以下まで冷却し、その後、分塊、熱間成形するものである。

【0052】

上記元素としては、さらに質量%で Ni : 1%以下、Co : 5%以下を添加しても良い。

【0053】

すなわち、上記高速度工具鋼の組成は、炭化物に作用する C 量と炭化物形成元素のバランスが良好になり、炭化物の綫状分布が減少して適量の炭化物が微細に分散分布する。また適量の Ni と Nb を添加することにより結晶粒の微細化と、軟化抵抗が高まり工具性能が向上する。

【0054】

これによって、焼入れ焼戻し状態においてマトリックス中に分散する析出炭化物の平均粒径が $0.5\ \mu\text{m}$ 以下かつ、その分布密度が 80×10^3 個/ mm^2 以上の鋼材が得られるので、 $200\ \text{J}/\text{cm}^2$ 以上の衝撃値がばらつきなく得られる。

【0055】

これによって、成形工具における早期破損が防止され、工具寿命を延長し、生産コストを大幅に低減できた。

【0056】

【発明の効果】

前述のように、本発明の高速度工具鋼及びその製造方法によれば、従来材に比して焼入れ焼戻し後の衝撃値が向上し、かつばらつきが改善されるので、工具の早期破壊が防止され、工具寿命が伸びて加工コストが低減できる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 焼入れ焼戻し材の衝撃値と析出炭化物の粒径との関係を示す図である。

【図2】 焼入れ焼戻し材の衝撃値と析出炭化物の分布密度との関係を示す図である。

【図3】 ソーキング試験における加熱温度と組織の変化を示す 400 倍の光学顕微鏡写真によるミクロ組織写真の一例である。

【図 4】 析出炭化物の観察位置を模式的に示した図である。

【図 5】 ソーキング後の冷却速度の影響を模式的に示した図。

【図 6】 図 5 の 3 0 0 °C / h で 9 0 0 °C まで冷却した試料の粒径分布のグラフである。

【図 7】 図 5 の 3 0 °C / h で 9 0 0 °C まで冷却した試料の粒径分布のグラフである。

【図 8】 生産試験におけるヒートパターンの例を示す図である。

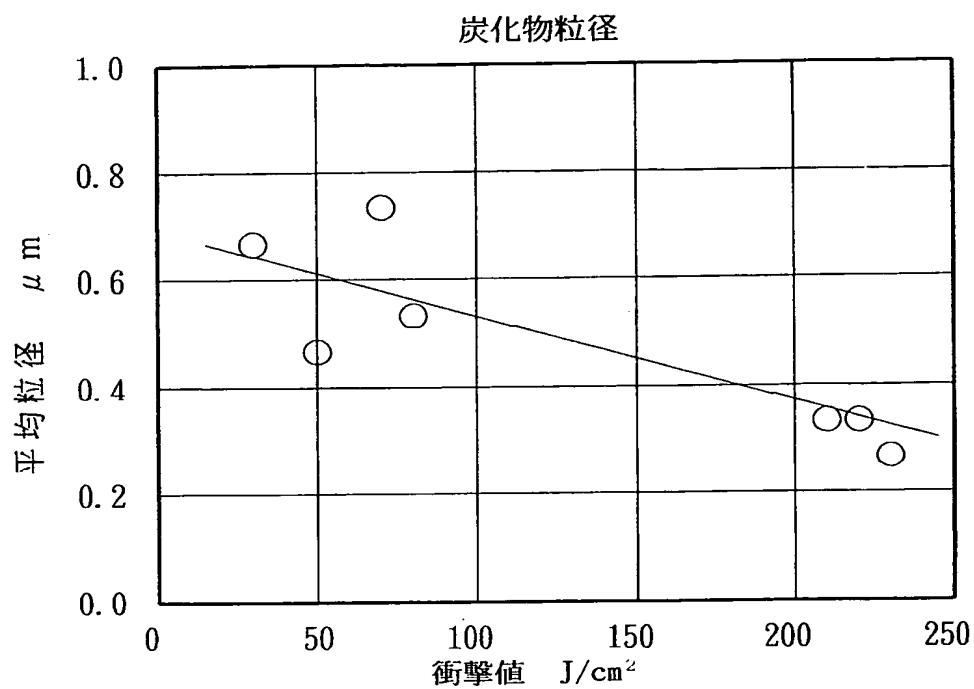
【図 9】 生産試験における本発明方法と比較方法の析出炭化物を比較した顕微鏡写真である。

【図 1 0】 生産試験における本発明方法と比較方法の析出炭化物を比較した S E M 写真である。

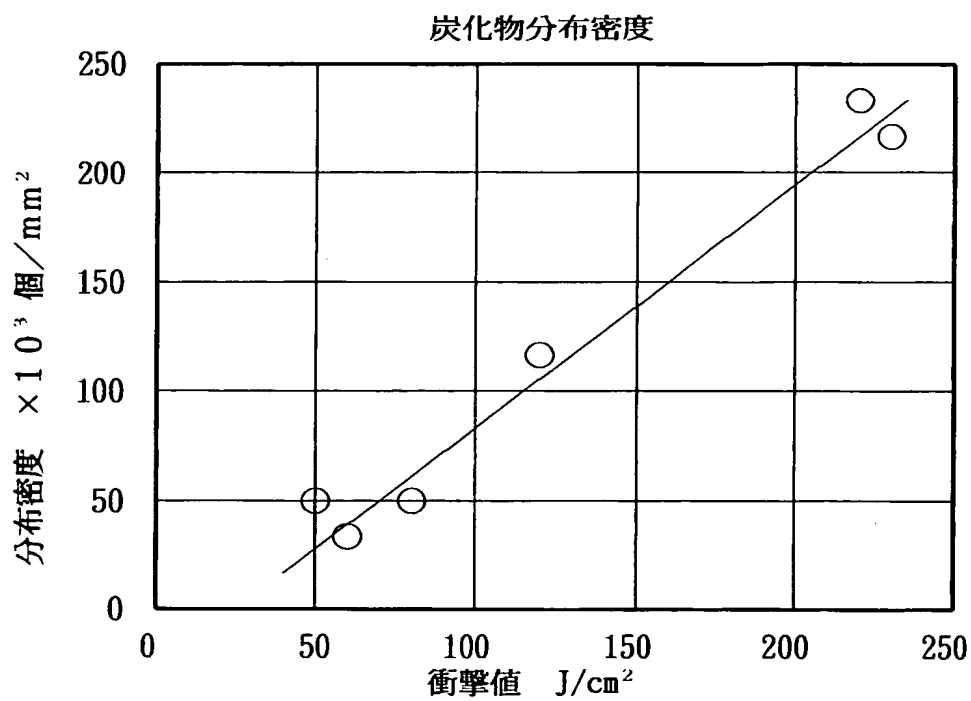
【図 1 1】 衝撃値の測定に用いた 1 0 R C ノッチシャルピー試験片の形状を示す図である。

【書類名】 図面

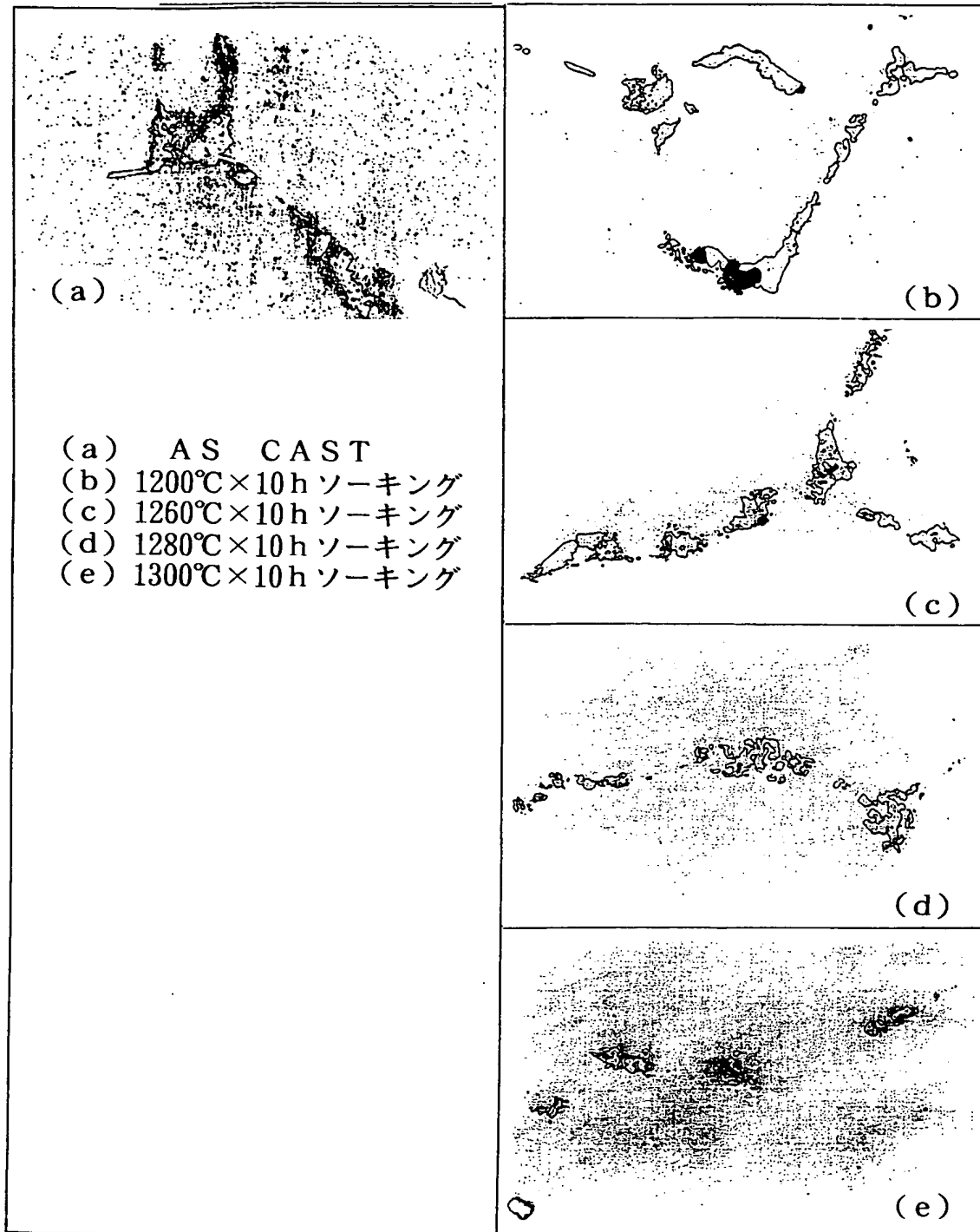
【図 1】



【図 2】

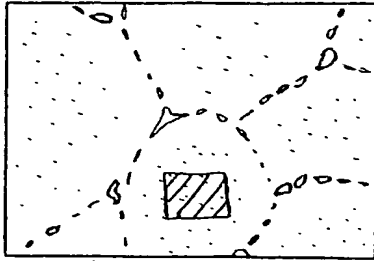


【図 3】



【図 4】

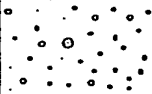






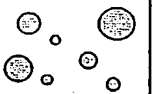
SEM画像解析要領



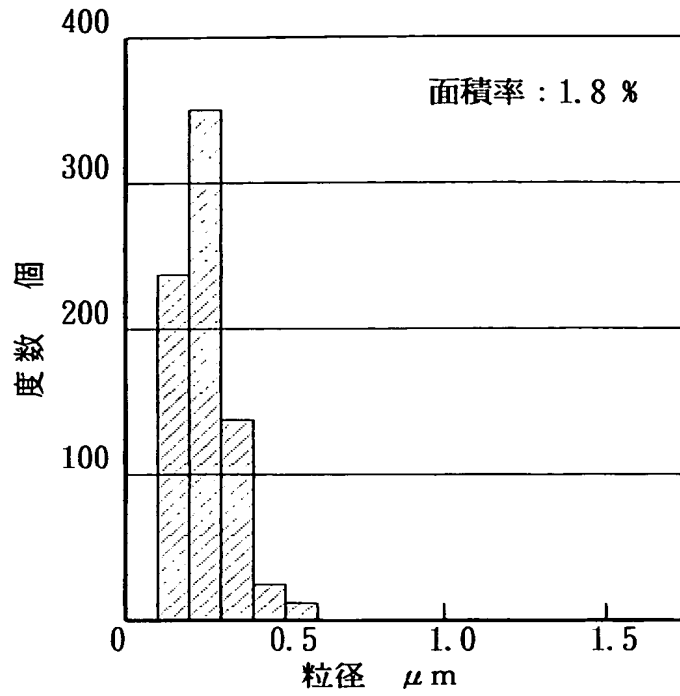
【図 5】

ソーキング後の冷却速度の影響

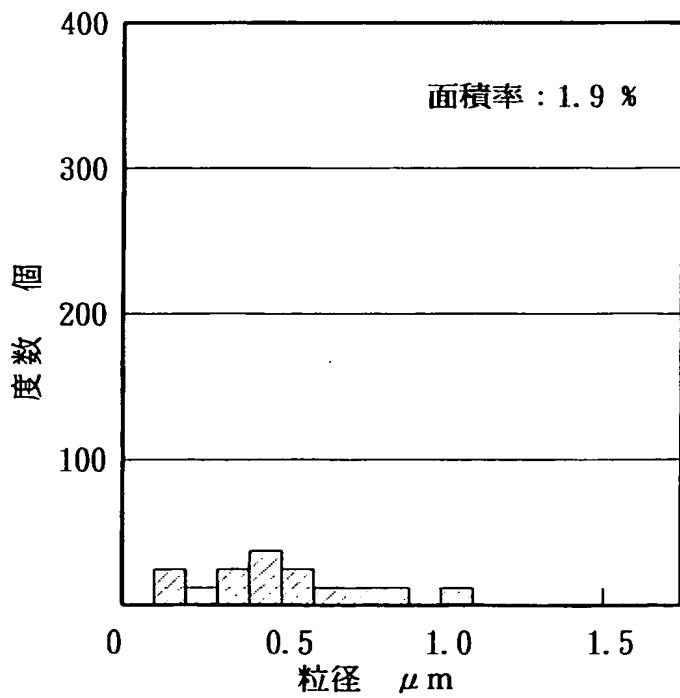
(ソーキング1280°C) → T°C/h → Temp → AC

Temp	冷却速度			
	300°C/h	150°C/h	75°C/h	30°C/h
1000°C				
900°C				

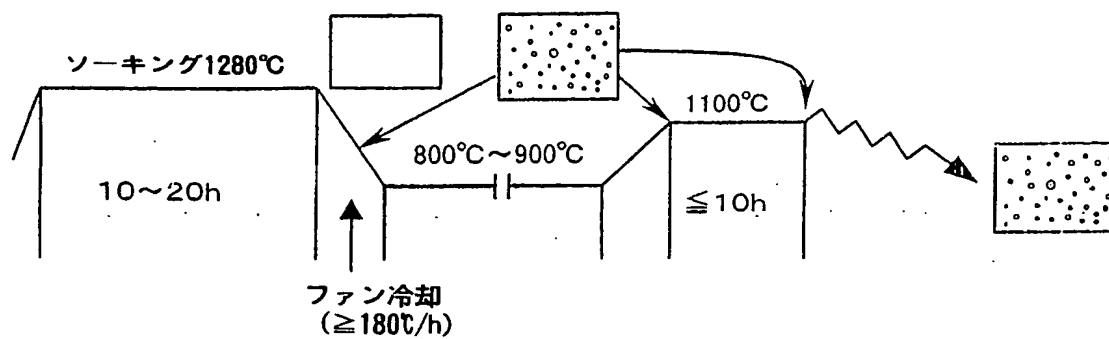
【図 6】



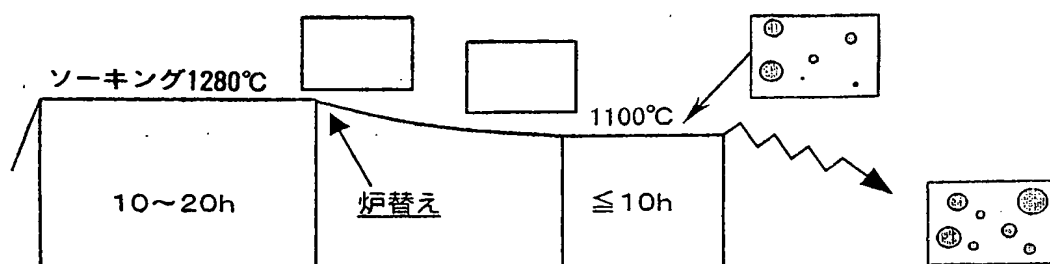
【図 7】



【図 8】

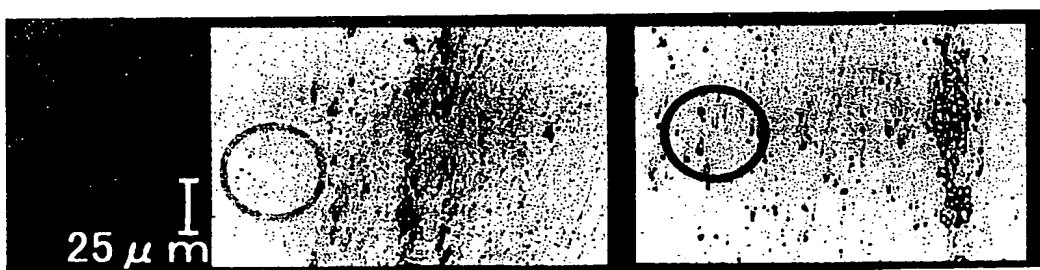


(a) 本発明方法



(b) 比較方法

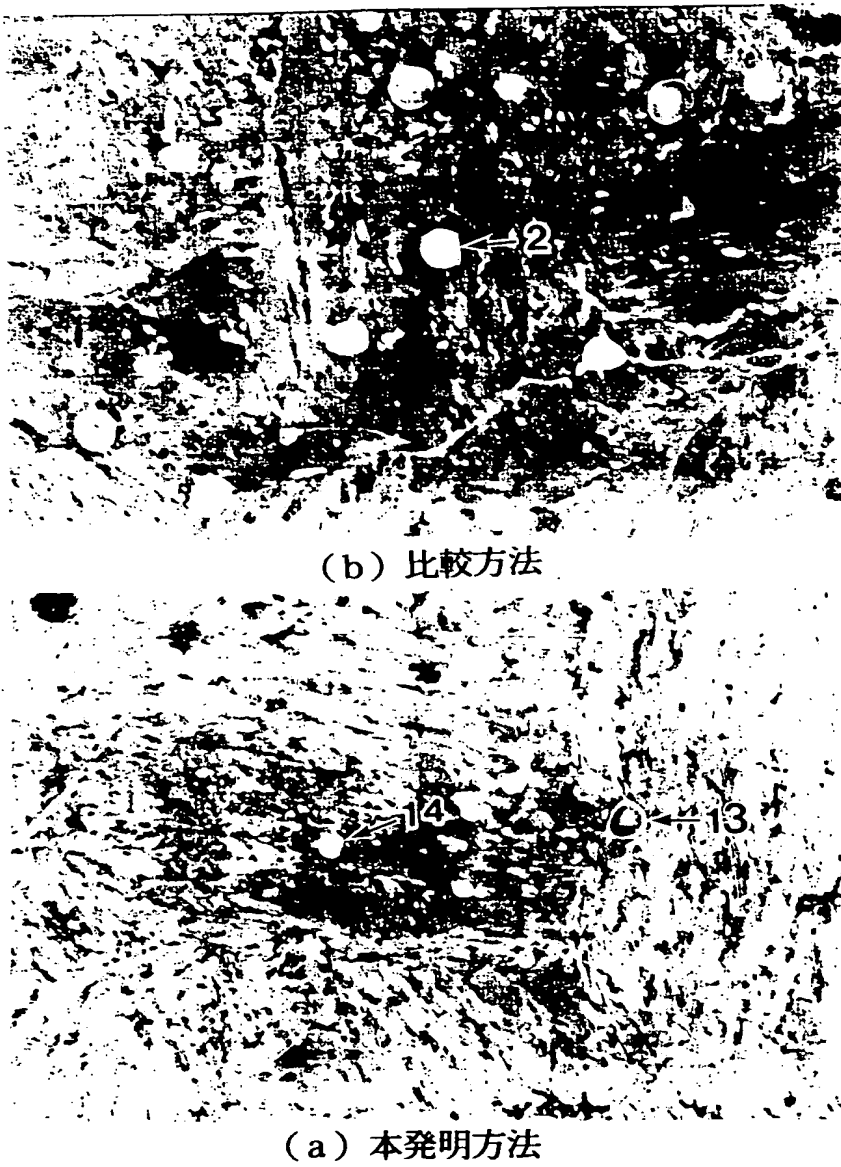
【図 9】



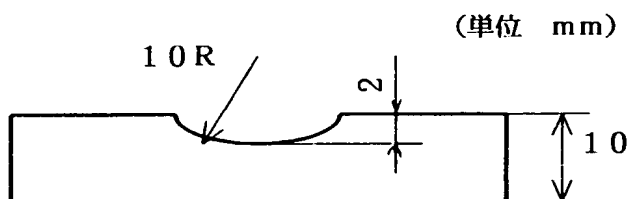
(a) 本発明方法

(b) 比較方法

【図 10】



【図 11】



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 衝撃値が高くばらつきがない安定した高速度工具鋼とその製造方法。

【解決手段】 質量%でC：0.4～0.9%，Si：1.0%以下，Mn：1.0%以下，Cr：4～6%，W及びMoの1種又は2種が $(1/2W+Mo)$ で1.5～6%（但し、W：3%以下），V及びNbの1種又は2種が $(V+Nb)$ で0.5～3%を有し、Ni：1%以下、Co：5%以下を含むことができる高速度工具鋼であって、マトリックス中に分散する析出炭化物の平均粒径が $0.5\mu m$ 以下かつ、その分布密度が 80×10^3 個/mm² 以上である高速度工具鋼。本高速度工具鋼は、再溶解法によって作製した鋼塊を1200～1300℃に加熱してソーキングした後、少なくとも表面温度を3℃/min以上の冷却速度で900℃以下まで冷却し、その後、分塊、熱間成形を経て焼入れ焼戻しをする。

【選択図】 図8

認定・付加情報

特許出願の番号	特願 2 0 0 3 - 1 0 5 3 8 7
受付番号	5 0 3 0 0 5 8 8 8 2 4
書類名	特許願
担当官	第五担当上席 0 0 9 4
作成日	平成 1 5 年 4 月 1 0 日

< 認定情報・付加情報 >

【提出日】	平成15年 4月 9日
-------	-------------

次頁無

特願 2 0 0 3 - 1 0 5 3 8 7

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[0 0 0 0 0 5 0 8 3]

1. 変更年月日

1 9 9 9 年 8 月 1 6 日

[変更理由]

住所変更

住 所

東京都港区芝浦一丁目 2 番 1 号

氏 名

日立金属株式会社